

WEST **Generate Collection**

L13: Entry 13 of 20

File: JPAB

Sep 24, 1992

PUB-NO: JP404268057A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 04268057 A

TITLE: HIGH STRENGTH GALVANIZED STEEL SHEET AND HIGH STRENGTH GALVANNEALED STEEL SHEET EXCELLENT IN BURRING PROPERTY AND DUCTILITY AND THEIR MANUFACTURE

PUBN-DATE: September 24, 1992

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

ITAMI, ATSUSHI

KOYAMA, KAZUO

TAKEDA, AKIYOSHI

INT-CL (IPC): C23C 2/06; C21D 8/02; C21D 9/46; C22C 38/00; C22C 38/06; C23C 2/28

ABSTRACT:

PURPOSE: To offer a high strength galvanized steel sheet and a high strength galvannealed steel sheet having extremely high burring property and high rust preventing property such as automobile members and arms.

CONSTITUTION: These are a galvanized steel sheet and a galvannealed steel sheet contg. 0.05 to 0.18% C, 0.5 to 1.5% Si, 0.7 to 1.5% Mn, ≤0.02% P, ≤0.005% S, 0.0005 to 0.005% Ca and 0.01 to 0.1% Al and in which the structural rate of cementite having $\geq 0.1\mu m$ radius equivalent to a circle is regulated ≤0.1%. Furthermore, as for their manufacturing method, hot rolling conditions, heating temp. in a continuous galvanizing line and, according to necessary, pretreatment and/or its heating atmosphere before continuous galvanizing are prescribed.

COPYRIGHT: (C)1992,JPO&Japio

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平4-268057

(43)公開日 平成4年(1992)9月24日

(51)Int.Cl. [®]	識別記号	府内整理番号	F I	技術表示箇所
C 23 C 2/06		8116-4K		
C 21 D 8/02	A 9/46	J 7356-4K		
C 22 C 38/00	301 38/06	W 7217-4K		

審査請求 未請求 請求項の数6(全8頁) 最終頁に統く

(21)出願番号	特願平3-45666	(71)出願人 000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22)出願日	平成3年(1991)2月20日	(72)発明者 伊丹 淳 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内
		(72)発明者 小山 一夫 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内
		(72)発明者 武田 亜紀良 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内
		(74)代理人 弁理士 椎名 錠 (外1名)

(54)【発明の名称】 バーリング性と延性の優れた高強度溶融亜鉛めつき鋼板および高強度合金化溶融亜鉛めつき鋼板、並びにその製造方法

(57)【要約】

【目的】 本発明は、自動車のメンバー類やアーム類のように極めて高いバーリング成形性と同時に高い防錆性を有した高張力溶融亜鉛めっき鋼板及び高張力合金化溶融亜鉛めっき鋼板を提供する。

【構成】 C : 0.05~0.18%, Si : 0.5~1.5%, Mn : 0.7~1.5%, P ≤ 0.02%, S ≤ 0.005%, Ca : 0.0005~0.005%, Al : 0.01~0.1% を含み、円相当半径 0.1 μm 以上のセメンタイトの組織率が 0.1% 以下である溶融亜鉛めっき鋼板、及び合金化溶融亜鉛めっき鋼板、また製造法では、熱延条件と連続溶融亜鉛めっきラインにおける加熱温度、さらに必要に応じて連続溶融亜鉛めっき前の前処理と/または加熱雰囲気を規定する。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で

C : 0. 05~0. 18%

Si : 0. 5~1. 5%

Mn : 0. 7~1. 5%

P : 0. 02%以下

S : 0. 005%以下

Ca : 0. 0005~0. 0050%

Al : 0. 01~0. 10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなり、円相当半径が0. 1 μm以上のセメンタイトの組織率が0. 1 %以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項2】 質量%で

C : 0. 05~0. 18%

Si : 0. 5~1. 5%

Mn : 0. 7~1. 5%

P : 0. 02%以下

S : 0. 005%以下

$$T=660-450\times[\%C]+40\times[\%Si]-60\times[\%Mn]+470\times[\%P]$$

で計算される温度(℃)以下(T-70)℃以上で急冷を終了し、その後空冷を経て350超~500℃で巻き取り、さらに酸洗後連続亜鉛めっきを行うに際し70℃以下に加熱し鋼板表面の還元を行った後溶融亜鉛めっきを施すことにより得られる、円相当半径が0. 1 μm以上のセメンタイトの組織率が0. 1 %以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項4】 質量%で

C : 0. 05~0. 18%

Si : 0. 5~1. 5%

$$T=660-450\times[\%C]+40\times[\%Si]-60\times[\%Mn]+470\times[\%P]$$

で計算される温度(℃)以下(T-70)℃以上で急冷を終了し、その後空冷を経て350超~500℃で巻き取り、さらに酸洗後連続亜鉛めっきを行うに際し70℃以下に加熱し鋼板表面の還元を行った後溶融亜鉛めっきを施し、その後合金化処理することにより得られる、円相当半径が0. 1 μm以上のセメンタイトの組織率が0. 1 %以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項5】 質量%で

C : 0. 05~0. 18%

$$T=660-450\times[\%C]+40\times[\%Si]-60\times[\%Mn]+470\times[\%P]$$

で計算される温度(℃)以下(T-70)℃以上で急冷を終了し、その後空冷を経て350超~500℃で巻き取り、さらに酸洗後必要に応じてNi, またはFeフラッシュめっきを施した後連続亜鉛めっきを行うに際し過酸化水素気内で700℃以下に加熱し、その後鋼板表面の還元を行った後に溶融亜鉛めっきを施すことにより

2

* Ca : 0. 0005~0. 0050%

Al : 0. 01~0. 10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなり、円相当半径が0. 1 μm以上のセメンタイトの組織率が0. 1 %以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

【請求項3】 質量%で

C : 0. 05~0. 18%

Si : 0. 5~1. 5%

Mn : 0. 7~1. 5%

P : 0. 02%以下

S : 0. 005%以下

Ca : 0. 0005~0. 0050%

Al : 0. 01~0. 10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000~1200℃に加熱し、熱間圧延して(A_r:変態点+60)℃以上950℃以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から3秒以内に50℃/秒以上の冷却を施し、

※ Mn : 0. 7~1. 5%

P : 0. 02%以下

S : 0. 005%以下

Ca : 0. 0005~0. 0050%

Al : 0. 01~0. 10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000~1200℃に加熱し、熱間圧延して(A_r:変態点+60)℃以上950℃以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から3秒以内に50℃/秒以上の冷却を施し、

30 0℃/秒以上の冷却を施し、

※

★ Si : 0. 5~1. 5%

Mn : 0. 7~1. 5%

P : 0. 02%以下

S : 0. 005%以下

Ca : 0. 0005~0. 0050%

Al : 0. 01~0. 10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000~1200℃に加熱し、熱間圧延して(A_r:変態点+60)℃以上950℃以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から3秒以内に50℃/秒以上の冷却を施し、

得られる、円相当半径が0. 1 μm以上のセメンタイトの組織率が0. 1 %以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【請求項6】 質量%で

50 C : 0. 05~0. 18%

3

4

S : 0. 5~1. 5%
 Mn : 0. 7~1. 5%
 P : 0. 02%以下
 S : 0. 005%以下
 Ca : 0. 0005~0. 0050%
 A1 : 0. 01~0. 10%

$$T=660-450\times[\%C]+40\times[\%Si]-60\times[\%Mn]+470\times[\%P]$$

で計算される温度(°C)以下(T-70)°C以上で急冷を終了し、その後空冷を経て350超~500°Cで巻き取り、さらに酸洗後必要に応じてNI₁またはFeフラッシュめっきを施した後連続亜鉛めっきを行うに際し過酸化水素気内で700°C以下に加熱し、その後鋼板表面の還元を行った後に溶融亜鉛めっきを施し、その後合金化処理することにより得られる、円相当半径が0.1μm以上のセメントタイトの組織率が0.1%以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、自動車のメンバー類やアーム類のように極めて高いバーリング成形性、詳しくは引張強さが41kgf/mm²以上で打ち抜き穴抜け比≥1.7でかつ延性が優れ同時に高い防錆性が要求される利用分野に提供する高強度溶融亜鉛めっき鋼板、および高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板並びにその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術及びその課題】近年、車体防錆化の観点から、防錆鋼板が多く使われるようになった。折からの、車体軽量化ニーズからの高強度鋼板の使用と合わせて、最近では高強度高防錆性鋼板を望まれるようになってきた。従来、加工用高防錆性高強度熱延鋼板は、高強度熱延鋼板に電気亜鉛めっきを施した電気亜鉛めっき熱延鋼板が中心であった。しかし、電気めっきでは目付量を多くすることは経済的に困難であり、より防錆性を向上させるためには溶融亜鉛めっきによる方法の方がよい。溶融亜鉛めっきラインには焼純工程があるために、冷延鋼板を原板とし組織の作り込みをライン内で同時に行うのが一般的である一方で、原価低減を目的として熱延原板を用いる技術も提案されるようになってきた。熱延原板を用いて溶融亜鉛めっきを施す技術としては、特開昭62-4860号公報と特開昭62-133059号公報がある。前者は、連続溶融亜鉛めっきラインにて冷却速度を限定することにより目的とする材質を作り込む技術と判断される。後者も、溶融亜鉛めっきを施す前の原板については特に特別な組織制御を行なわず連続溶融亜鉛めっきにて目的とする特性を完成させるものと判断される。これらは、いずれも熱延鋼板として重要であるバーリング性について最適な処置を施した技術とは言い難い。

*を含み残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000~1200°Cに加熱し、熱間圧延して(A_r;変態点+60)°C以上950°C以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から3秒以内に50°C/秒以上の冷却を施し、

【0003】
 【課題を解決するための手段】以上のことから開発、実用化に必要な要件は、高防錆性である溶融亜鉛めっき鋼板および合金化溶融亜鉛めっき鋼板において、経済性、点溶接性をそこねることなく、自動車部材用熱延鋼板にとって重要なバーリング性と延性の向上を両立させた技術であり、本発明者は競意検討の結果本発明に至らしめた。本発明の要旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で

C : 0. 05~0. 18%
 Si : 0. 5~1. 5%
 Mn : 0. 7~1. 5%
 P : 0. 02%以下
 S : 0. 005%以下
 Ca : 0. 0005~0. 0050%
 A1 : 0. 01~0. 10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなり、円相当半径が0.1μm以上のセメントタイトの組織率が0.1%以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

(2) 質量%で

C : 0. 05~0. 18%
 Si : 0. 5~1. 5%
 Mn : 0. 7~1. 5%
 P : 0. 02%以下
 S : 0. 005%以下
 Ca : 0. 0005~0. 0050%
 A1 : 0. 01~0. 10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなり、円相当半径が0.1μm以上のセメントタイトの組織率が0.1%以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

(3) 質量%で

C : 0. 05~0. 18%
 Si : 0. 5~1. 5%
 Mn : 0. 7~1. 5%
 P : 0. 02%以下
 S : 0. 005%以下
 Ca : 0. 0005~0. 0050%
 A1 : 0. 01~0. 10%

を含み残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000~1200°Cに加熱し、熱間圧延

5

して (A_{rs} 変態点 + 60) °C 以上 950°C 以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から 3 秒以内に 5 *

$T = 660 - 450 \times [\%C] + 40 \times [\%Si] - 60 \times [\%Mn] + 470 \times [\%P]$
で計算される温度 (T°C) 以下 (T - 70) °C 以上で急冷を終了し、その後空冷を経て 350 超 ~ 500 °C で巻き取り、さらに酸洗後連続亜鉛めっきを行うに際し 70 °C 以下に加熱し鋼板表面の還元を行った後溶融亜鉛めっきを施すことにより得られる、円相当半径が 0.1 μm 以上のセメンタイトの組織率が 0.1 % 以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(4) 質量%で

C : 0.05 ~ 0.18%

Si : 0.5 ~ 1.5% ※

$T = 660 - 450 \times [\%C] + 40 \times [\%Si] - 60 \times [\%Mn] + 470 \times [\%P]$
で計算される温度 (T°C) 以下 (T - 70) °C 以上で急冷を終了し、その後空冷を経て 350 超 ~ 500 °C で巻き取り、さらに酸洗後連続亜鉛めっきを行うに際し 70 °C 以下に加熱し鋼板表面の還元を行った後溶融亜鉛めっきを施し、その後合金化処理することにより得られる、円相当半径が 0.1 μm 以上のセメンタイトの組織率が 0.1 % 以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(5) 質量%で

C : 0.05 ~ 0.18%

$T = 660 - 450 \times [\%C] + 40 \times [\%Si] - 60 \times [\%Mn] + 470 \times [\%P]$
で計算される温度 (T°C) 以下 (T - 70) °C 以上で急冷を終了し、その後空冷を経て 350 超 ~ 500 °C で巻き取り、さらに酸洗後必要に応じて Ni, または Fe フラッシュめっきを施した後連続亜鉛めっきを行うに際し過酸化水素気内で 700 °C 以下に加熱し、その後鋼板表面の還元を行った後に溶融亜鉛めっきを施すことにより得られる、円相当半径が 0.1 μm 以上のセメンタイトの組織率が 0.1 % 以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(6) 質量%で

C : 0.05 ~ 0.18% ☆

$T = 660 - 450 \times [\%C] + 40 \times [\%Si] - 60 \times [\%Mn] + 470 \times [\%P]$
で計算される温度 (T°C) 以下 (T - 70) °C 以上で急冷を終了し、その後空冷を経て 350 超 ~ 500 °C で巻き取り、さらに酸洗後必要に応じて Ni, または Fe フラッシュめっきを施した後連続亜鉛めっきを行うに際し過酸化水素気内で 700 °C 以下に加熱し、その後鋼板表面の還元を行った後に溶融亜鉛めっきを施し、その後合金化処理することにより得られる、円相当半径が 0.1 μm 以上のセメンタイトの組織率が 0.1 % 以下であることを特徴とするバーリング性と延性の優れた高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法である。

6

0 °C / 秒以上の冷却を施し、

※ Mn : 0.7 ~ 1.5%

P : 0.02% 以下

S : 0.005% 以下

Ca : 0.0005 ~ 0.0050%

Al : 0.01 ~ 0.10%

を含み残部 Fe および不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000 ~ 1200 °C に加熱し、熱間圧延して (A_{rs} 変態点 + 60) °C 以上 950 °C 以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から 3 秒以内に 5 °C / 秒以上の冷却を施し、

☆ Si : 0.5 ~ 1.5%

Mn : 0.7 ~ 1.5%

P : 0.02% 以下

S : 0.005% 以下

20 Ca : 0.0005 ~ 0.0050%

Al : 0.01 ~ 0.10%

を含み残部 Fe および不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000 ~ 1200 °C に加熱し、熱間圧延して (A_{rs} 変態点 + 60) °C 以上 950 °C 以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から 3 秒以内に 5 °C / 秒以上の冷却を施し、

☆ Si : 0.5 ~ 1.5%

Mn : 0.7 ~ 1.5%

30 P : 0.02% 以下

S : 0.005% 以下

Ca : 0.0005 ~ 0.0050%

Al : 0.01 ~ 0.10%

を含み残部 Fe および不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000 ~ 1200 °C に加熱し、熱間圧延して (A_{rs} 変態点 + 60) °C 以上 950 °C 以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から 3 秒以内に 5 °C / 秒以上の冷却を施し、

☆ Si : 0.5 ~ 1.5%

Mn : 0.7 ~ 1.5%

P : 0.02% 以下

S : 0.005% 以下

Ca : 0.0005 ~ 0.0050%

Al : 0.01 ~ 0.10%

を含み残部 Fe および不可避的不純物からなる鋼をスラブとした後、1000 ~ 1200 °C に加熱し、熱間圧延して (A_{rs} 変態点 + 60) °C 以上 950 °C 以下の温度で仕上圧延を終了し、仕上げ圧延終了から 3 秒以内に 5 °C / 秒以上の冷却を施し、

とである。この現象を発揮するためには最小限 S 1 は 0.5% 以上必要である。上限は、めっき濡れ性、めっき密着性、経済性、点溶接性を考慮し、1.5% までとした。Mn は、強度確保のために必要な元素であり、0.7% 以上の含有が必要である。上限は、強度安定性、経済性、点溶接性などを総合的に判断し 1.5% とした。P は点溶接性を低下させると共に Ar₃ 変態点を上昇させる元素であるために徹底的にその含有量を下げる必要があり、0.02% 以下とした。好ましくは 0.01% 以下に下げた方が良い。さらにこれは、合金化処理を施す際にも有効である。また、S は点溶接性、バーリング性の観点よりこれまた徹底的に下げる必要があり 0.005% 以下にする必要がある。好ましくは 0.002% 以下に下げた方が良い。さらに硫化物系介在物の形態制御のために Ca を添加する。0.0005% 未満の添加では形態制御の効果はなく 0.005% を超える添加は形態制御の効果が飽和するだけでなく、逆に Ca 系の介在物が増加するために悪影響がでるために上限をここに定めた。A 1 は、脱酸剤として必要である。0.01% 未満では効果がなく 0.10% を超えるとアルミニナ系介在物が増加し、鋼の延性を劣化させる。本発明が意図する製品段階の組織は、S 1 を含有することにより延性が向上するペイナイトと場合によっては熱延急冷中に生成する粒界の角ばったフェライトからなり、大きさが円相当半径で 0.1 μm 以上のセメンタイトを 0.1% 以下に限定した。もちろんこの限定は、成分と熱延条件の上記の限定により達成されるものであり、この範囲以上であるとバーリング性が劣化するためには好ましくない。なお、円相当半径は、3 万倍の SEM 写真を画像解析にかけて求めた。

* 30

$T = 660 - 450 \times [\text{C}] + 40 \times [\text{Si}] - 60 \times [\text{Mn}] + 470 \times [\text{P}]$

で計算される温度 (T°C) 以下 (T - 70) °C 以上の範囲にする必要がある。これは、狙いとする組織を得ることによるバーリング性と延性の向上を達成させると共に強度を安定化させるために必要である。 (T - 70) °C 未満の温度で急冷を終了すると、強度が高まり過ぎるだけでなく強度特性が安定しない。一方、T°C 以上の急冷終了は、バーリング性に有利な組織が得られず、さらにバーライト生成等による強度低下も起こるために本発明にとっては不利である。急冷終点から空冷を施し 350 超 ~ 500°C の巻取温度にする必要がある。これは、この空冷から巻取を経てコイル状態での冷却により本発明が意図する特別なペイナイトの変態を十分に起こさせ、他の組織の生成を避ける必要があるためである。350°C 以下の巻取温度ではマルテンサイトが生成し、溶融亜鉛めっきラインでの焼純において焼き戻しマルテンサイトもしくは粗大なセメンタイトが生じ、バーリング性を劣化させる。また、500°C を超える巻取温度は、本発明が意図する特別なペイナイトが得られないばかりか、バーライトの生成などによる強度の劣化、バーリング性

* 【0005】次に本発明の鋼板を製造して得る場合の方法を述べる。まず、加熱温度は 1200°C 以下にする必要がある。本発明にあっては、S 1 を添加しており加熱炉内において S 1 の酸化物と鉄の酸化物の化合物であるファイアライトが生成し、巻取後赤スケールになったり酸洗後雪形模様が鋼板表面に残り見栄えが悪くなる。これを避けるために上限を規制する。好ましくは 1150°C 以下が良い。加熱温度の下限は 1000°C とする。これより低い加熱条件を採用すると仕上げ圧延に負荷がかかりすぎ、温度の確保も困難である。仕上げ温度は、(Ar₃ 変態点 + 60) °C 以上に規定する。これは、その後の冷却条件との組み合わせにより、S 1 を発明範囲含有させた鋼に対してバーリング性、延性を向上させる特別のペイナイトを得るための処置である。Ar₃ 変態点 ~ (Ar₃ 変態点 + 60) °C 未満の温度域ではポリゴナルフェライトの多量混入のためにバーリング性を劣化させる。上限は、950°C とした。これは、バーリング性向上の効果が飽和するだけではなく、単なる粗大なペイナイトが生成されることにより延性が劣化するためである。仕上げ圧延終了後直ちに冷却を施す必要がある。これは、本発明が意図する組織を得るために必須であり、遅くとも仕上げ圧延終了後 3 秒以内に冷却する必要がある。3 秒を超える空冷はバーリング性向上には不利である。さらに冷却速度は 50°C / 秒以上必要である。これは、連続冷却中のフェライトの多量生成を回避するための処置である。操業技術開発により冷却終点温度が正確に制御できるようになれば上限は特に規定する必要がないが、現状では板厚 3 mm の場合で 100°C / 秒であろう。急冷終点温度は

* 30

の劣化等が表れるために不適当である。

【0006】溶融亜鉛めっきは、通常連続溶融亜鉛めっきラインによってなされる。その場合、通常溶融亜鉛めっき浴に浸漬する前に鋼板表面を還元する。その方法は通常の無酸化加熱 - 還元方式によつてもよいが、めっき密着性に問題が生じる場合を想定し、加熱前にフラッシュめっきを施すか、加熱を過酸化水素気としてその後還元するか、いずれか一方または両方共を採用する方が好ましい。なお、過酸化水素気による方が好ましい理由は、現在明らかになつてないが、還元前の鋼板最表面に純粋な鉄酸化膜が生成したためと考えられる。いずれの方法によつても、加熱温度は 700°C 以下とする必要がある。この温度を超えると熱延工程で作り込んだ組織が分解しバーリング性が劣化する。また、めっき浴浸漬後の合金化処理条件は通常の方法で良い。

【0007】

【実施例】表 1 に示す成分を有する鋼を転炉にて溶製し、連続铸造にてスラブにした。表 1 のなかで、E 鋼は C, F 鋼は S 1, G 鋼は S 1, H 鋼は Mn, I 鋼は

P, S, Caが本発明範囲外である。
【0008】

* [表1]

*

表1 実験例における鋼の化学成分(質量%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca	Ar _s	適用
A	0.10	0.55	1.11	0.007	0.0015	0.028	0.0018	814	本発明鋼
B	0.06	0.81	1.45	0.004	0.0008	0.022	0.0012	824	本発明鋼
C	0.12	0.71	1.20	0.006	0.0012	0.021	0.0025	805	本発明鋼
D	0.06	0.60	0.80	0.008	0.0016	0.022	0.0035	856	本発明鋼
E	0.10	0.48	1.18	0.010	0.0032	0.028	0.0018	768	比較鋼
F	0.13	0.24	1.10	0.011	0.0042	0.026	0.0024	782	比較鋼
G	0.12	1.52	1.20	0.008	0.0028	0.030	0.0012	838	比較鋼
H	0.13	0.70	1.85	0.006	0.0010	0.025	0.0020	771	比較鋼
I	0.15	0.68	1.21	0.028	0.0055	0.028	0.0004	800	比較鋼

表2は、熱延条件である。表2においては、仕上圧延後2.5秒で70℃/秒の冷却を施した酸洗後過酸化水素中で650℃に加熱し還元後溶融亜鉛めっき浴に浸漬し、板厚2.1mmの製品板とし、材質試験に供したもの、及び溶融亜鉛めっき浴に浸漬後合金化処理を施したものを作成した。なお、めっき付着量は片側30g/m²であった。引張試験は、JIS Z 2201, 5号試験片を用いた。セメンタイトの円相当半径は、3万倍のSEM写真の画像解析結果を用いた。バーリング性は、穴抜け試験で評価し、直径20mmのパンチと、板厚の20%クリアランスを持たせたダイス(= [20.0+(板厚)×0.2] mm (= d₀) 直径のダイス)により打ち抜いた切断穴を、打ち抜きによるバリのない(バリとは反対の)面側から30°円錐パンチで押し抜け

(この際押し抜け部への材料流入がないようにフランジには60トンのしわ押さえをかけ)、クラックが板厚を貫通する時点で止めたときの穴径(d)と元の穴径(d₀)の比(d/d₀)で示した。点溶接性は、5mmの電極を用い、加圧力500kgf、溶接電流11kAで溶接し、剪断引張した際母材破断したものを○、そうでないものを×で示した。表面外観は、目視観察によった。また、合金化処理した試験片については、パウダリング特性として、60°曲げ戻し後のパンチ側面をテープ剥離し、剥離幅が5mm以内であれば良好と表示した。

【0009】

【表2】

表2 実施例における製造条件

番	符号	HT	PT	I	GFT	CT	C	TS	E1	d/d ₀	SW	表面外観	パウダリング
1	A'	1100	880	574	530	450	0.01	54	33	2.1	O	良好	—
2	A	1100	820	574	540	420	0.17	58	29	1.6	O	良好	—
3	A	1240	950	574	540	410	0.12	58	28	1.6	O	良好	—
4	A	1100	850	574	520	530	0.06	47	34	1.6	O	良好	—
5	A	1100	890	574	400	310	0.11	58	23	1.6	O	良好	—
6	A	1220	900	574	540	480	0.11	54	28	1.6	O	鏡形模様	—
7	B	1100	890	564	520	450	0.01	60	35	2.1	O	良好	—
8	C	1100	870	565	500	450	0.04	62	30	2.1	O	良好	—
9	D	1100	930	617	550	450	0.01	45	39	2.5	O	良好	—
10	A	1100	890	574	520	430	0.01	54	31	2.0	O	良好	良好
11	A	1100	820	574	540	430	0.21	58	28	1.5	O	良好	良好
12	A	1140	880	574	530	430	0.13	55	26	1.5	O	良好	良好
13	A	1100	890	574	620	520	0.98	47	33	1.4	O	良好	良好
14	A	1100	890	574	410	330	0.11	58	21	1.6	O	良好	良好
15	A	1230	900	574	550	480	0.12	54	25	1.6	O	鏡形模様	良好
16	B	1100	880	584	520	450	0.02	50	34	2.1	O	良好	良好
17	C	1100	870	565	500	450	0.07	62	28	1.9	O	良好	良好
18	D	1100	930	617	550	450	0.01	43	38	2.4	O	良好	良好
19	E	1100	850	520	440	420	0.11	73	20	1.6	X	良好	良好
20	F	1100	850	550	540	490	0.13	56	28	1.6	O	良好	良好
21	G	1100	890	587	540	410	0.06	68	27	1.9	O	毛穴	良好
22	H	1100	940	533	480	410	0.05	75	22	1.7	X	良好	良好
23	I	1100	880	560	530	460	0.03	58	27	1.5	X	良好	良好

HT: 加熱温度(℃) PT: 仕上げ温度(℃) QFT: 急冷終点温度(℃)
 CT: 烧成温度(℃) C: 円柱相当半径換算で0.1mm以上のセメントタイトの組成率
 d/d₀: 穴深さ比 SW: 溶接性 TS: の単位はkg/mm², E1: %

【0010】本発明鋼はNo. 1, 7, 8, 9, 10, 16, 17, 18であり、いずれもパーリング性、延性、めっき性、溶接性とも良好であった。一方比較鋼は、No. 2, 3, 4, 5, 6, 11, 12, 13, 14, 15, 19, 20, 21, 22, 23である。No. 2, 11は仕上げ温度が発明範囲より低い場合であり、組織がフェライト+パーライト+ベイナイトになり、パーリング性が向上しない。No. 3, 12は仕上げ温度が発明範囲より高い場合であり、粗大ベイナイトにより延性の劣化が見られた。No. 4, 13は急冷終点温度が発明範囲より高い場合であり、強度不足を生じると共にパーリング性も劣化した。No. 5, 14は急冷終点温度が発明範囲より低すぎた場合であり、延性とパーリング性が劣化した。No. 6, 15は加熱温度が発明範囲外の場合であり、粗大ベイナイトによる延性の劣化があり、更にめっき表面に鏡形模様が観察された。No. 19はCの含有量が発明範囲外の鋼であ

り、硬質化すると共に溶接性が悪かった。No. 20は、S 1含有量が発明範囲より低い場合であり、パーリング性と延性が劣化した。No. 21はS 1の含有量が発明範囲外の鋼であり、高コストであるとともにS 1のパーリング性に対する寄与が飽和し、溶接性が悪く、かつ鋼板表面に毛穴状の不めっきが多発した。No. 22はMnの含有量が発明範囲外の鋼であり、溶接性に問題があった。No. 23はP, S, Caの含有量が発明範囲外の鋼であり、延性、パーリング性、溶接性すべてに問題があった。表3は、仕上げ直後急冷に関する実施例である。供試鋼は、鋼符号Aである。加熱温度：1100℃、仕上げ温度：900℃とし、その後、巻取までを表3にあるように行った。その後、酸洗しN1フラッシュめっき後溶融亜鉛めっきラインの焼鈍温度は600℃とした。

【0011】

【表3】

表3 仕上げ直後急冷に関する実施例

No.	急冷開始までの時間(秒)	冷却速度(℃/秒)	急冷終点温度(℃)	捲取温度(℃)	TS	E.I.	穴抜け比	表面外観
24	5	60	520	460	54	33	1.8	良好
25	2	40	540	500	49	32	1.8	良好
26	2	60	520	450	55	33	2.2	良好
27	5	60	520	470	53	31	1.6	良好
28	2	40	540	500	48	32	1.6	良好
29	2	60	520	450	54	31	1.8	良好

No. 24, 27は急冷開始までの時間が発明範囲より長い場合であり、組織にポリゴナルフェライトが混入し、バーリング性を劣化させた。No. 25, 28は冷却速度が遅い場合であり、強度低下を起こすと共に組織が不適当でありバーリング性を劣化させた。一方、No. 26, 29は、本発明鋼であり材質特性、めっき特性ともに良好であった。表4は、連続溶融亜鉛めっきラインでの焼純温度に関する実施例である。供試鋼は、鋼符号Aである。加熱温度：1100℃、仕上温度：900℃、仕上後2.0秒で冷却を開始し、冷却速度70℃/秒、急冷終点温度520℃、捲取温度430℃で熱*

* 延コイルにした。酸洗後、過酸化水素中で表4に示した温度で焼純、還元後No. 30, 31, 32, 33は溶融亜鉛めっきに浸漬し、製品とした。また、No. 34, 35, 36, 37については、表4に示す温度で焼純、還元後、溶融亜鉛めっきに浸漬し、その後合金化処理を施し、製品とした。No. 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36は、本発明鋼であり、非常に優れた特性を示した。No. 33, 37は、バーリング性が劣化した。

【0012】

【表4】

表4 溶融亜鉛めっきラインでの焼純温度に関する実施例

No.	焼純温度	TS	E.I.	穴抜け比	表面外観
30	500	58	32	2.2	良好
31	620	58	33	2.1	良好
32	690	56	34	2.1	良好
33	750	54	33	1.6	良好
34	500	58	30	2.0	良好
35	620	56	31	1.8	良好
36	690	55	31	1.8	良好
37	750	52	33	1.6	良好

【0013】

【発明の効果】本発明によれば、極めて優れたバーリング性と延性に優れ、かつ耐食性に優れた高強度溶融亜鉛

めっき鋼板及び高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板が容易に得ることができ、産業界に寄与する貢献度の非常に高い製品を提供することができる。

フロントページの続き

(51) Int.Cl.

C 23 C 2/28

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所